

論 文

鑄造用 Al-Si-Cu-Mg系 合金의 破壞靱性에 관한 研究

馬東俊*, 康仁燦**

A Study on the Fracture Toughness of Al-Si-Cu-Mg Cast Alloy

Dong Jun Ma*, In Chan Kang**

ABSTRACT

In order to determine the plane strain fracture toughness of Al-Si-Cu-Mg alloy castings, solution heat treatments have been conducted at 530°C for 8hr and aged for 10hr at 145°C, 160°C and 175°C.

Effects of aging treatment and of Si contents on the fracture toughness have been investigated by a three point loaded bend test, using the artificial notch.

The results obtained are as follows;

- 1) The fracture toughness is appreciably affected by the aging treatment temperature and Si contents. The specimen aged for 10hr at 145°C has the highest fracture toughness.
- 2) Increasing Si contents from 5% to 9% results in decrease of fracture toughness.
- 3) Increasing the aging temperature and Si contents, C.O.D. value was decreased. The specimen aged for 10hr at 145°C has the highest C.O.D. value.
- 4) Dimple patterns were observed in the specimens of containing under 7% Si, while mixed cleavage-dimple patterns in those of over 8% Si.

1. 緒 論

Al 合金은 항공기, 자동차, 산업기계, 가전제품 등의 부품으로 널리 사용되고 있다. Al-Si-Cu-Mg系 合金(KS D6008 AC 4D, AA-82, 355)은 강도가 크고 내열성, 내마멸성이 우수하여 많은 분야에서 이용되고 있다.

그러나 설계상 破壞靱性에 관한 점이 문제시되고 있으며 加工用 Al 合金에 대해서는 많은 연구가 행하여지고 있는 반면에 鑄造用 Al 合金에 대해서는 연구보고가 적다. Seki Nishi, Toshiro Kobayashi, Eiji Kato 는^{1),2)} 鑄造用 Al-Si系合金에 대해 샤르피 충격시험에 의해 破壞靱性值決定試驗을 행하였고 Michihiro Tagami, Yo sevit a 는^{3),4)} M.C. Murphy가 제안한 2점 비틀림 굽힘 시험에 의하여 破壞靱性에 관한 연구

를 행하였다. 한편 A.Gangulee 와 J.Gurland 는⁵⁾ Al-Si系에 있어서 破壞樣相은 Si 晶이 지배적인 영향을 미친다고 하였고 또한 Hori, Udea Furushiro 등은^{6),7),8)} Al-Si系의 기계적 성질에 대하여 共晶 Si의 粒子가 영향을 주고 있다고 하였으며 P.R. Austen 과 H.M Williamson 은⁹⁾ 人工時効處理 온도에 따라 영향을 미치는 요소는 析出硬化相의 크기와 分布, 基地組織과의 整合정도에 의존한다고 하였다.

本 研究에서는 鑄造用 Al-Si-Cu-Mg系 合金을 5% Si에 대하여는 時効處理溫度를 변화시키고 Si 함량을 5~9%로 변화시키고 Si 함량을 5~9%로 변화시켜 160°C로 시효처리를 행한 후 조직과 기계적 성질을 비교검토하고 破壞靱性에 미치는 영향을 관찰하기 위해 3점 굽힘 시험을 행하여 破壞靱性值를 구했다.

아울러 破面의 특성과 破壞靱性과의 관계를 광학현미경과 전자현미경으로 검토하였다.

* 仁河大學校 金屬工學科 大學院

** 仁荷大 工科大學 金屬科 教授

2. 本實驗에 關係되는 破壞力學의 基礎的 概念

本實驗에 있어서 破壞靱性決定法은 ASTM E399 規定을 따랐다. 본 실험에서 試驗片으로서는 3點 굽힘 試驗片을 사용하였다. 試片의 크기 및 치수에 대하여서도 역시 ASTM 規定에 규정되어 있으며 특히 人工 notch 先端의 疲勞 crack에 대해서는 ASTM 規定에 엄격히 제한되어 있다. 破壞靱性值決定은 荷重과 crack 開口變位(C.O.D)와의 關係를 X-Y recoder에 자동 으로 기록하도록 되어 있다. 이러한 曲線에 대한 基本型으로는 Fig.1과 같이 3종류를 제시하고 있는데 이 曲線에서 P_0 點이 crack 進展開始時의 荷重이 된다. 斷面이 $W \times B$ 이고 Span의 길이가 S 인 3點 굽힘試驗片에 荷重 P 가 試片의 중앙에 작용할때 應力擴大係數 (K_1)은 J.E. Srawley¹⁰에 의하여 다음과 같이 提示 되어 있다.

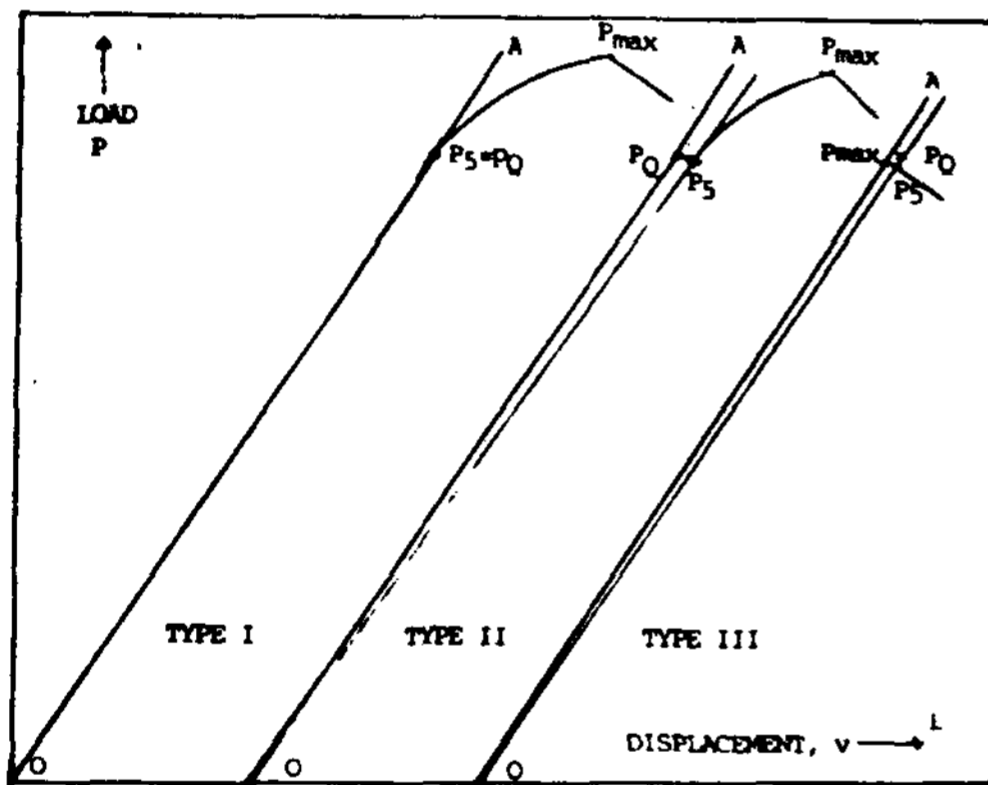


Fig. 1. Types of Load Displacement curves illustrating the procedures for determination of K_{Ic} .

$$K_1 = \frac{6a^{1/2}}{BW^2} \left\{ A_0 + A_1 \left(\frac{a}{W} \right) + A_2 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + A_3 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + A_4 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right\} \dots \dots \dots (1)$$

이 式에서 a 는 Crack의 길이, M 은 荷重點에 작용하는 굽힘 moment, A_0, A_1, A_2, A_3 및 A_4 는 試驗片 형상에 따라서 결정되는 계수로서 本實驗에서 사용한 표준시험편 ($W = 2B, B = a, S = 4W$)의 경우에는 $A_0 = 1.93, A_1 = -3.07, A_2 = 14.53, A_3 = -25.11, A_4 = 25.80$ 으로 주어진다. 또한 $S = 4W$ 인 표준시험편을 사용하였으므로

$$M = \frac{PS}{4} = \frac{P \times (4W)}{4} = PW \text{로 대입하고 정리하면}$$

$$K_1 = 21.244 \frac{P}{W^{3/2}} \dots \dots \dots (2)$$

로 된다. 따라서 이 式에 시험의 치수인 W 의 값과 破壞시의 荷重值를 대입하면 破壞시의 K_1 의 값을 계산하여 K_{Ic} 를 구할 수 있다.

3. 實驗方法

3.1 試料製作

본 실험에서 사용한 鑄造用 Al-Si-Cu-Mg系合金은 母合金(99.7% Al, Al-20% Si, Al-50% Cu, Al-2% Ti)과 99.9% Mg을 사용하여 흑연도가니爐(300#)에 55Kg을 용해하여 용제(ALURAX)로 슬랙 제거후 또다른 용제(ALUGAS)로 脫gas 처리하여 15~20분간 킬링하고 750~760°C에서 NaCl+NaF(1:2)을 1% 첨가, 개량처리를 하여 730~740°C에서 灰鑄鐵製 金型에 주입하여 5~9% Si의 Al合金시료를 각각 제작하였다. 이때의 시료의 화학조성을 Spectrometer로 측정된 결과 Table.1과 같고 기계적 성질은 Table.2와 같았다.

Table. 1. Chemical composition of AA-82, 355 Al cast alloy.

COMPOSITION NO	CHEMICAL COMPOSITION							
	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Cr	Zn	Ti
1	5.34	1.36	0.46	0.32	0.02	0.005	0.04	0.12
2	7.32	1.38	0.56	0.31	0.14	0.013	0.16	0.12
3	8.26	1.38	0.54	0.28	0.12	0.017	0.15	0.15
4	9.49	1.32	0.42	0.14	-	0.007	0.04	0.12

Table. 2. Mechanical properties of Al cast alloy.

MECHANICAL PROPERTIES NO	TENSILE STRENGTH Kg/mm ²	YIELD STRENGTH Kg/mm ²	ELO-GATION %	HARD-NESS HRC	IMPACT STRENGTH Kg m/cm ²
1	18.6	11.4	4.6	70	0.56

3.2 熱處理 및 試片準備

본 실험에서 5~9% Si의 Al合金試料에 대하여 溶体化處理를 전기로(Lindberg)에서 530 ± 2°C에서 8시간 유지한 후 15°C의 물에 Fig.2와 같이 소입하였

고 時効處理는 Fig.3 과 같이 5% Si 시료에 대해서는 145°C, 160°C, 175°C에서 10 시간 유지하여 열처리하였다. 7~9% Si 시료에 대해서는 時効溫度중 160°C 를 택하여 10 시간 유지하여 열처리하였다.

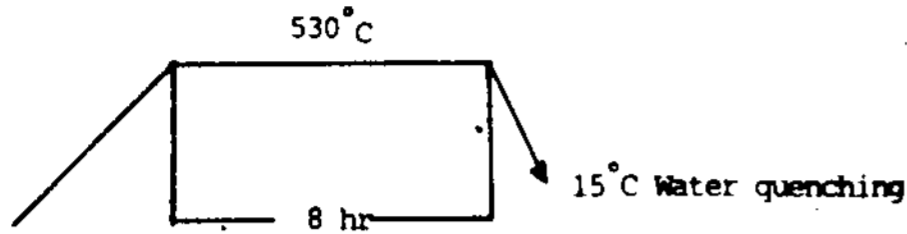


Fig. 2. Solution heat treatment curve of specimen.

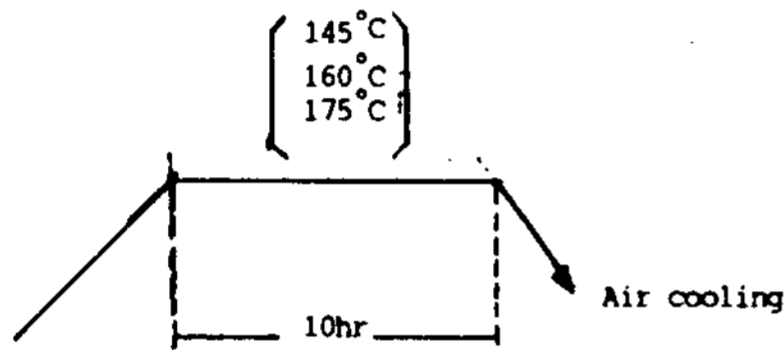


Fig. 3. Aged treatment curve of specimen.

3.3 機械的性質 測定

引張試驗은 자동인장시험기(Instron, Model 1127. Cap, 25ton)로 KS B 0801, 4로 시험편을 cross-head speed 1mm/min로 측정하였으며 降伏點은 0.2% offset method를 이용하여 측정하였다. 衝擊試驗은 charpy-impact 시험기(cap, 30 kg·m. Toyo Japan)에 의하여 KS B 0809, 3호로 시험하였다. 硬度試驗은 Brinell 경도기(NPH-3)를 사용하여 10/500/30 (10 mm 볼로 30 초간 하중 500 kg)로 측정하였다.

3.4 3點 굽힘 試驗

平面變形 破壞靱性值決定을 위하여 실험에는 여러 시험법이 이용되나 本 實驗에서는 Fig. 4에 표시한 바와 같이 두께 B = 10 mm, 높이 W = 20 mm인 시험편에 半徑 Rn = 0.5 mm의 둥근 구멍을 뚫고 Slit을 넣었다. 直徑 2Rn의 치수와 노치폭(C)의 치수와의 불일치로 인한 응력집중 현상이 노치先端에서의 응력분포에 영향을 주지 않도록 2Rn = C가 되게 하였다. 노치先端의 구멍은 그 중심이 시험편 높이의 半(W/2)보다 Rn/2만큼 노치쪽에 오도록 뚫었다. load의 측정에는 load cell (Toyo Baldwin Co. Japan. Cap, 0.5ton)을 사용하였고 crack의 開口變位를 측정하기 위하여 crack開口變位測定裝置(C.O.D gage)를 제작하였다. 試驗機는 自動試驗機(Toyo Baldwin Co. Cap, 10ton)를 사용

하였고 荷重과 crack開口變位와의 관계를 X-Y recorder에 그리게 하였다. 실험장치의 block-diagram은 Fig. 5와 같다.

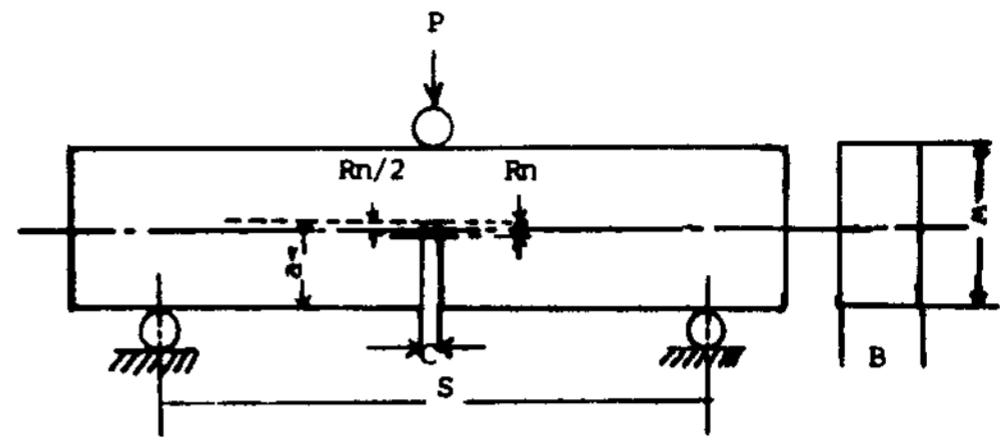


Fig. 4. Configuration of specimen.

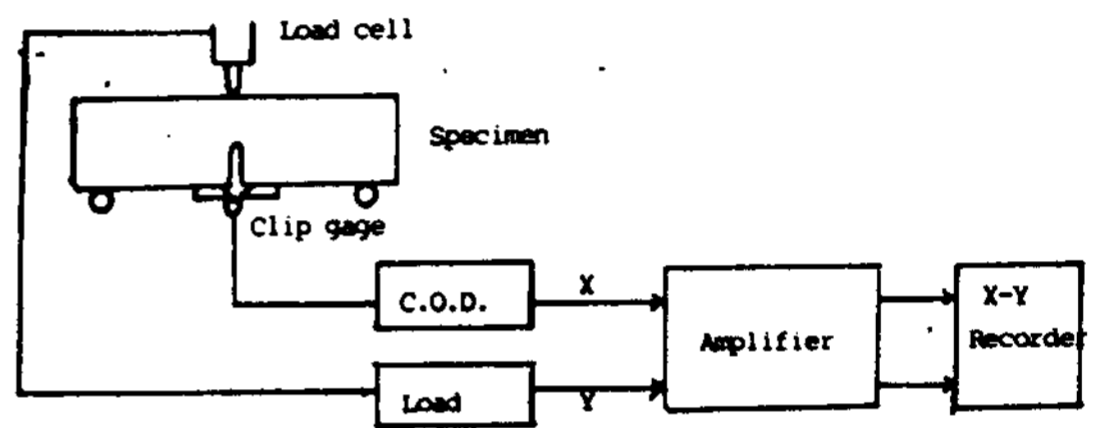
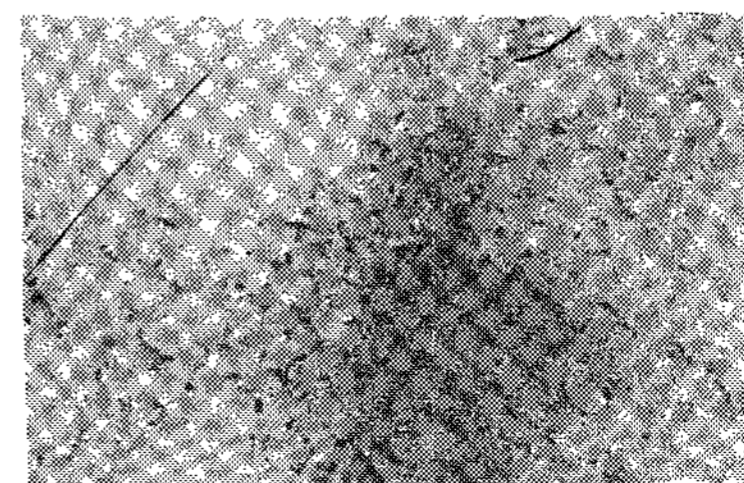
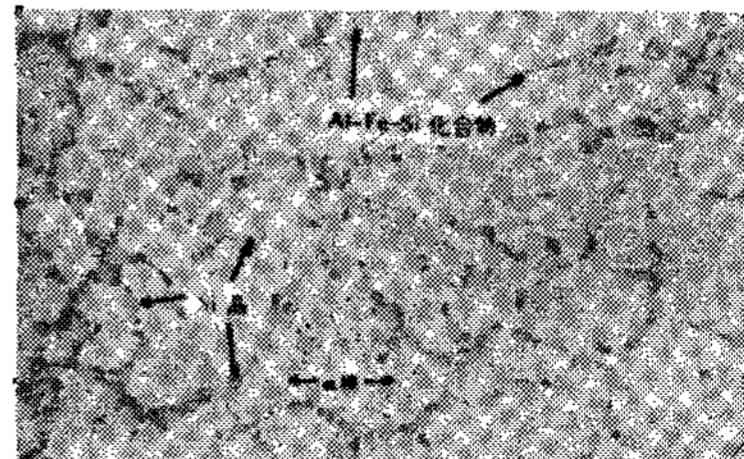


Fig. 5. Block diagram of testing apparatus.

4. 實驗結果 및 考察

4.1 組織變化

鑄造用 AA-82, 355-Al 合金에 Si 함량을 5~9%로 변화시킨 시료에 대하여 溶体化處理후 時効處理를 행한 조직변화를 광학현미경으로 관찰한 결과 Photo. 1과 같았다.



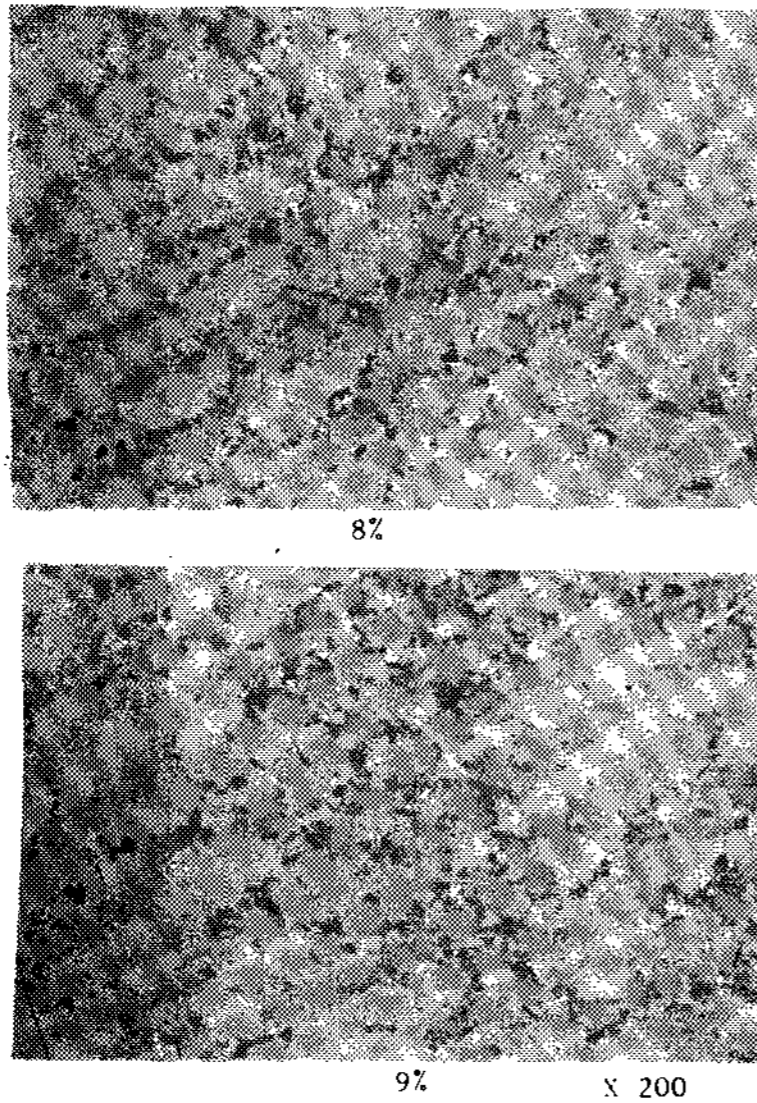


Photo. 1. Microstructures showing influence of Si contents in Al cast alloy aged for 10hr at 160°C.

Si 함량이 5, 7, 8, 9%로 증가함에 따라 共晶 Si의 粒子數가 많아지는것이 관찰되었으며 Si 함량이 5%일 경우 160°C에서 10시간 時効시킨 시료의 조직과 145°C, 175°C에서 時効시킨 시료의 조직과 거의 같으며 時効處理溫度 변화에 따른 조직변화는 광학현미경으로는 관찰되지 않았다. Photo.1에서 其地중 흰 바탕은 Al의 α相이고 粒狀의 灰色은 珪素晶이며 針狀의 모양은 Fe-Si-Fe化合物로 생각된다.¹¹⁾

4.2. 機械的 性質

4.2.1 時効處理에 의한 變化

Si 함량이 5%인 시료의 인장강도, 항복점 및 경도는 Fig.6에서 보는바와 같이 時効處理溫度 145°C, 160°C, 175°C順으로 상승함에 따라 증가하고 있는 것으로 나타났다. 이와같은 증가현상은 Cu나 Mg이 응고과정중에 기지조직 α에 고용되었다가 T₆처리에 의해 CuAl₂나 Mg₂Si의 금속간화합물로 석출되어 기지조직을 강화시켰기 때문이라고 생각되며, 석출된 화합물은 Al기지속에 분산되어 변형 저항을 증가시키고 Cu나 Mg 자체가 Al에 고용되어 고용화현상이 일어나 증가된다고 생각된다.^{8, 12, 13, 15)} 延伸率과 衝擊値는 Fig.7에서 보는바와 같이 145°C, 160°C, 175°C順으로 감소하였으며 이는 Mg₂Si, CuAl₂相의 석출로 인한 時効硬化 현상으로 인하여 기지조직이 취약해 지기 때문이라고 생각된다.^{13, 14, 15)}

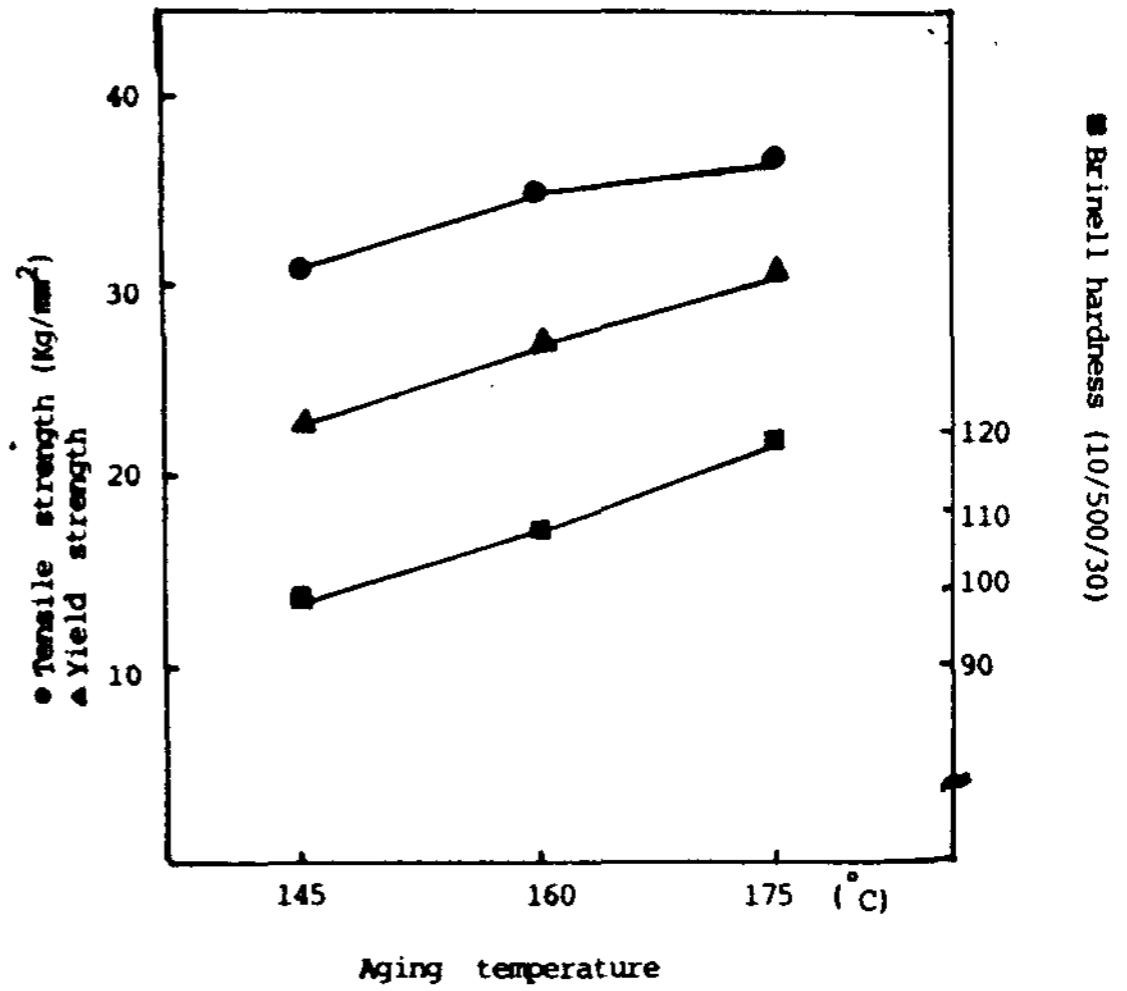


Fig. 6. Effect of temperature in aging treatment on tensile strength, yield strength and Brinell hardness of Al-5% Si alloy.

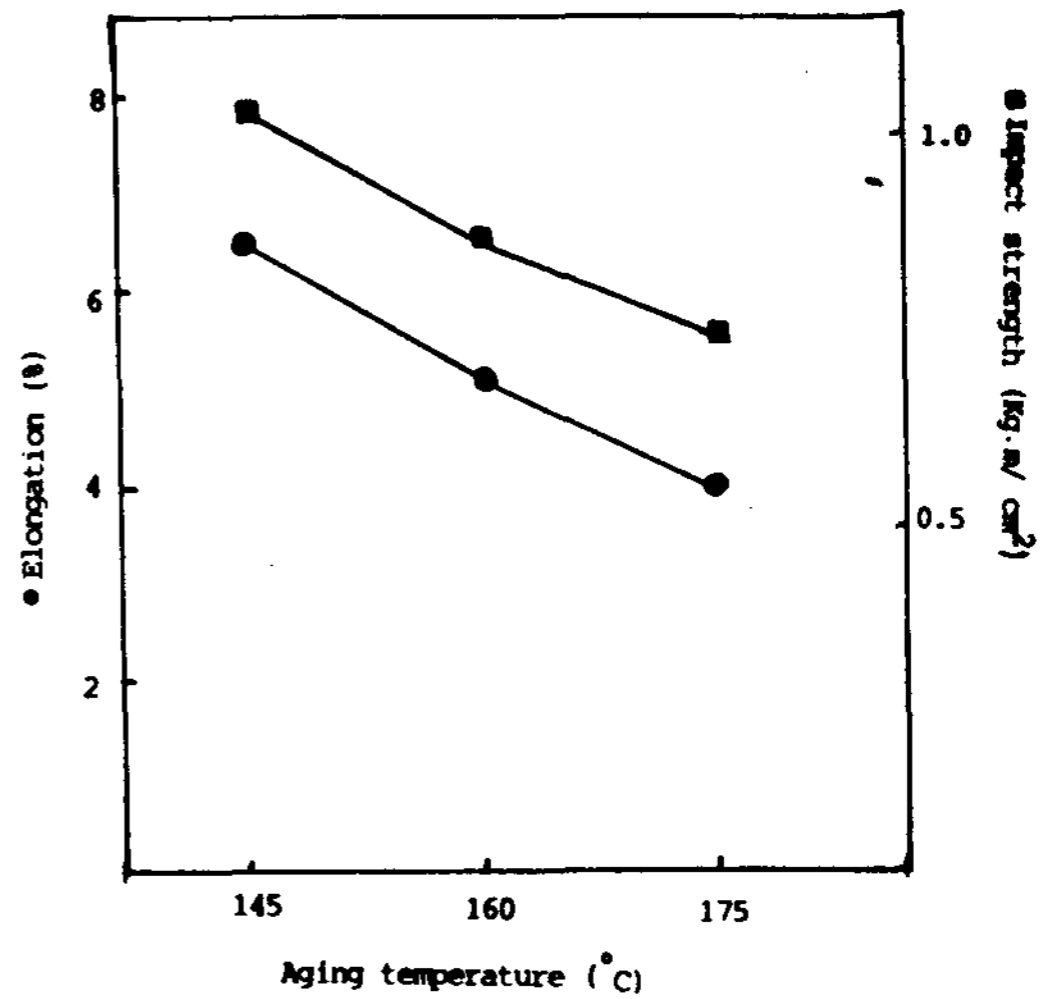


Fig. 7. Effect of temperature in aging treatment on elongation, impact strength of Al-5% alloy.

4.2.2 Si 含量에 의한 變化

Fig.8은 Si 함량을 5~9%로 변화시켰을때 시료의 인장강도, 항복점 및 경도 변화를 보여주고 있다. Si 함량이 5, 7, 8, 9%順으로 높아짐에 따라 증가함을 나타냈다. 인장강도, 항복점은 Photo.1에서 Si 함량이 증가할수록 조직내의 Si晶이 많아 짐으로 해서 共晶組織의 증가에 따른 기지조직의 강화에 기인한 것이며⁷⁾ 分散強化合金에 있어서 분산입자수에 따른 기계적성질

변화와 유사하며 Si 이 분산입자의 작용과 유사한 작용을 하는 것으로 생각된다.^{4,7)}

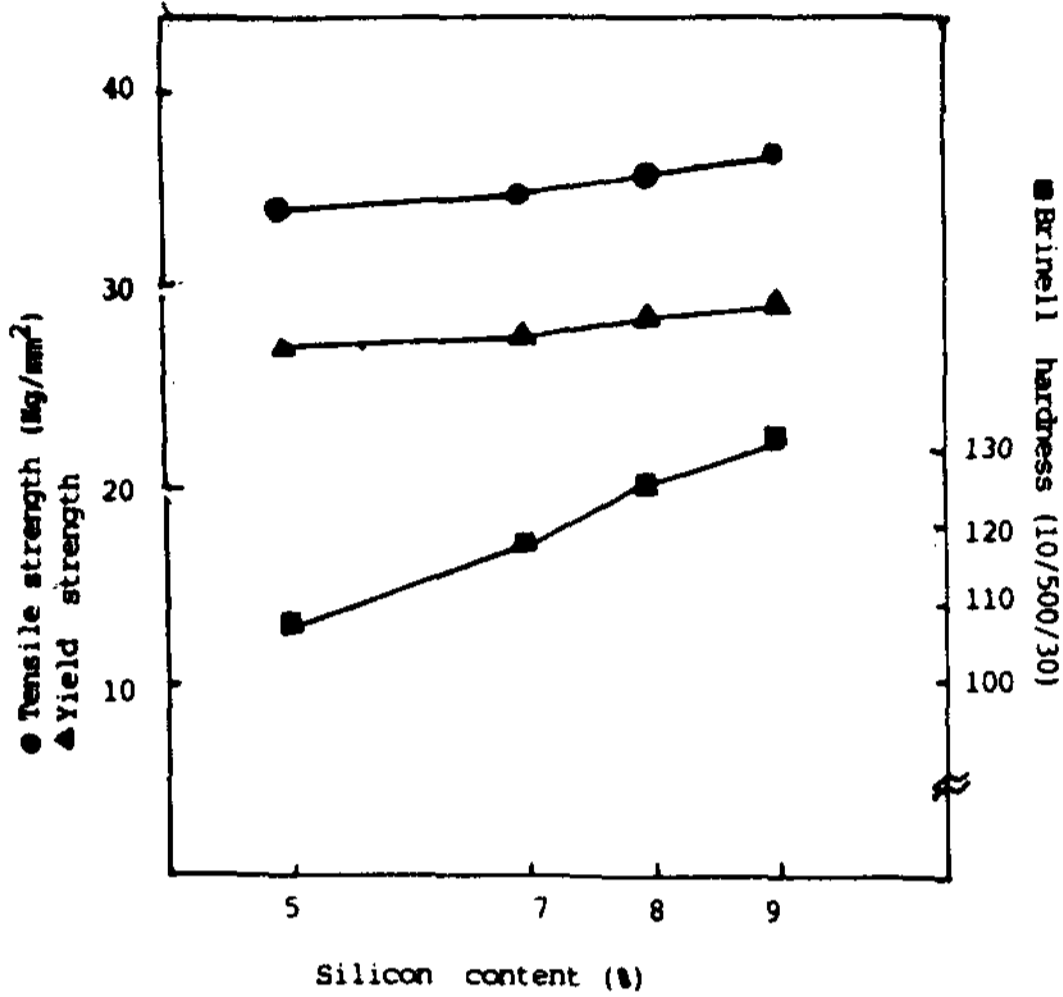


Fig. 8. Effect of Si contents on tensile strength, yield strength and brinell hardness of Al cast alloy aged for 10h at 160°C .

경도는 경도가 큰 珪素晶이 조직내에 점차 많아짐으로 해서 높아진다고 생각된다. 연신율과 충격치는 Fig. 9에서 보는바와 같이 Si 함량이 5, 7, 8, 9% 順으로 감소하였는데 이는 취약한 珪素晶이 많아짐에 따라 취약해졌기 때문이라고 생각된다.

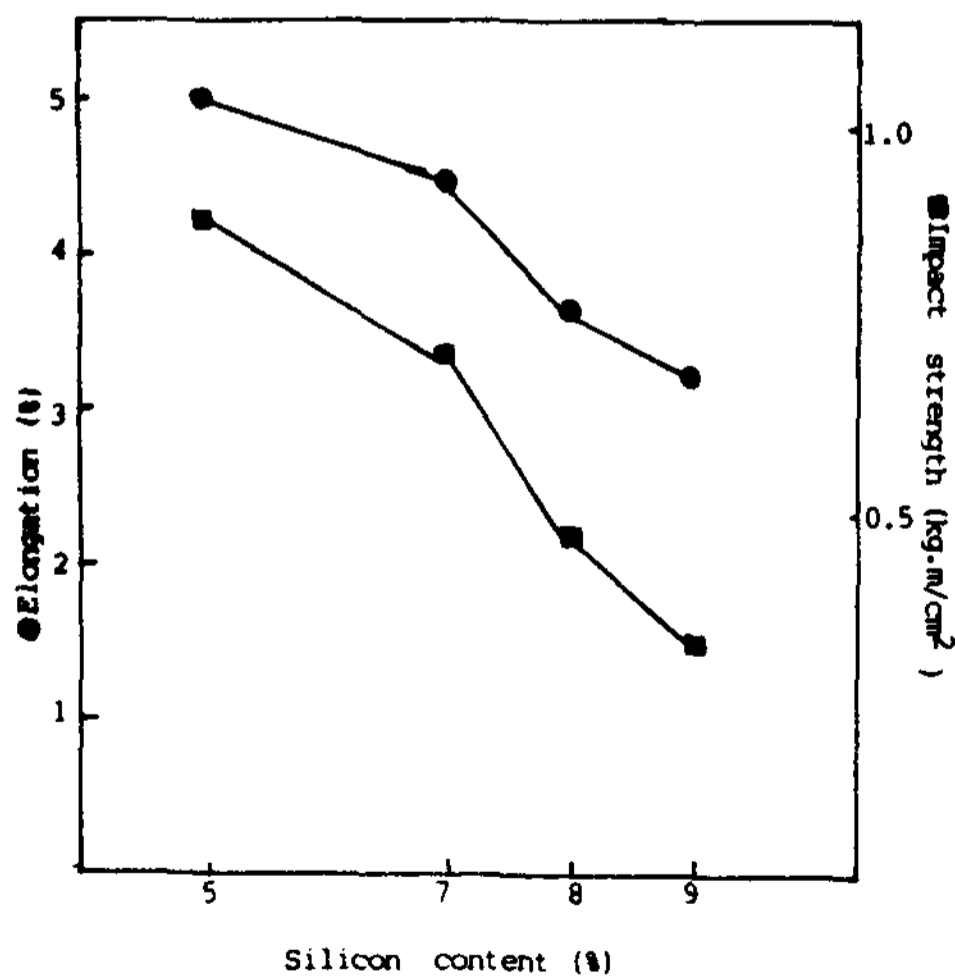


Fig. 9. Effect of Si contents on elongation and impact strength of Al cast alloy aged for 10h at 106°C.

4.3 破壞靱性

4.3.1 時効處理에 의한 變化

Fig.10, Fig.11 및 Fig.12는 시효온도 변화에 따른 시료의 파괴하중, 파괴인성치, 균열개구변위량에 대한 결과를 보여주고 있다. 시효온도가 145°C, 160°C, 175°C 順으로 높아짐에 따라 파괴인성치가 감소하였으며 균열개구변위량이 감소하였다. 이는 앞에서 설명한 바와같이 석출경화에 기인한 것으로 생각되며 점차 취약해졌음을 알 수 있었다.

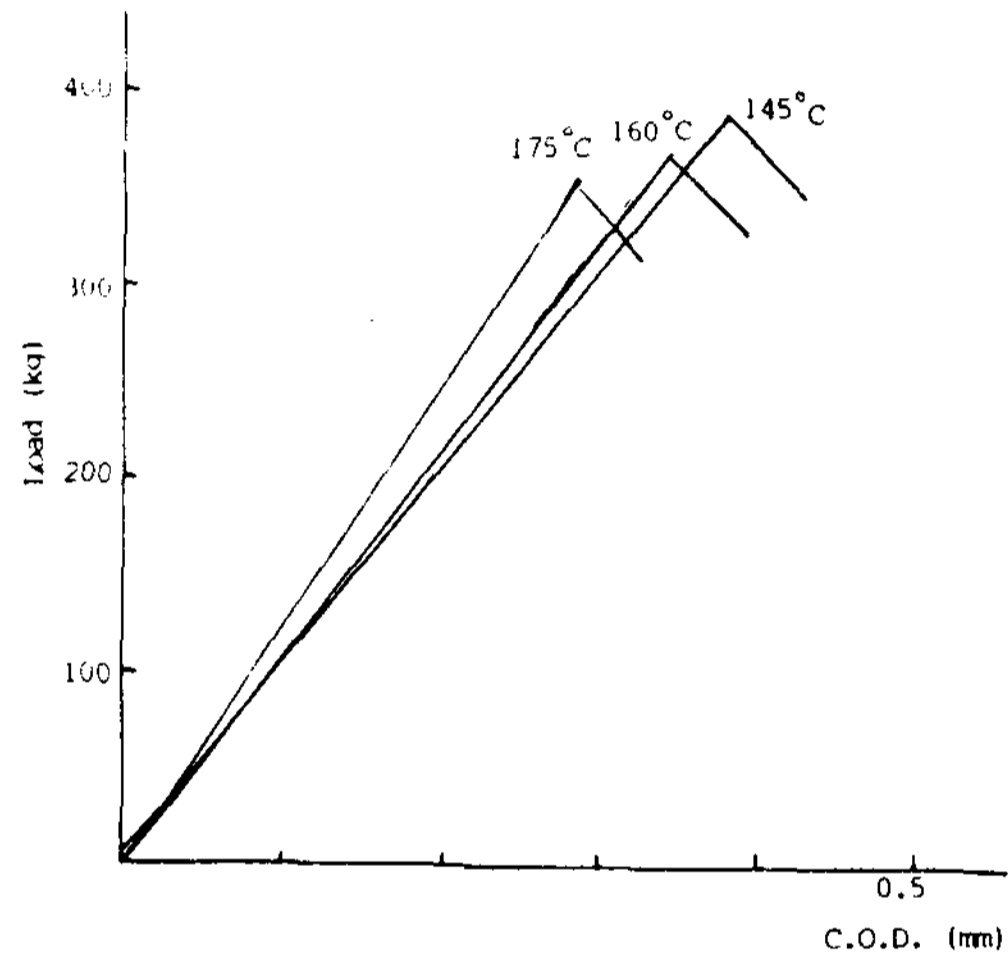


Fig. 10. Effect of temperature in aging treatment on load v.s crack opening displacement of Al-5% Si alloy.

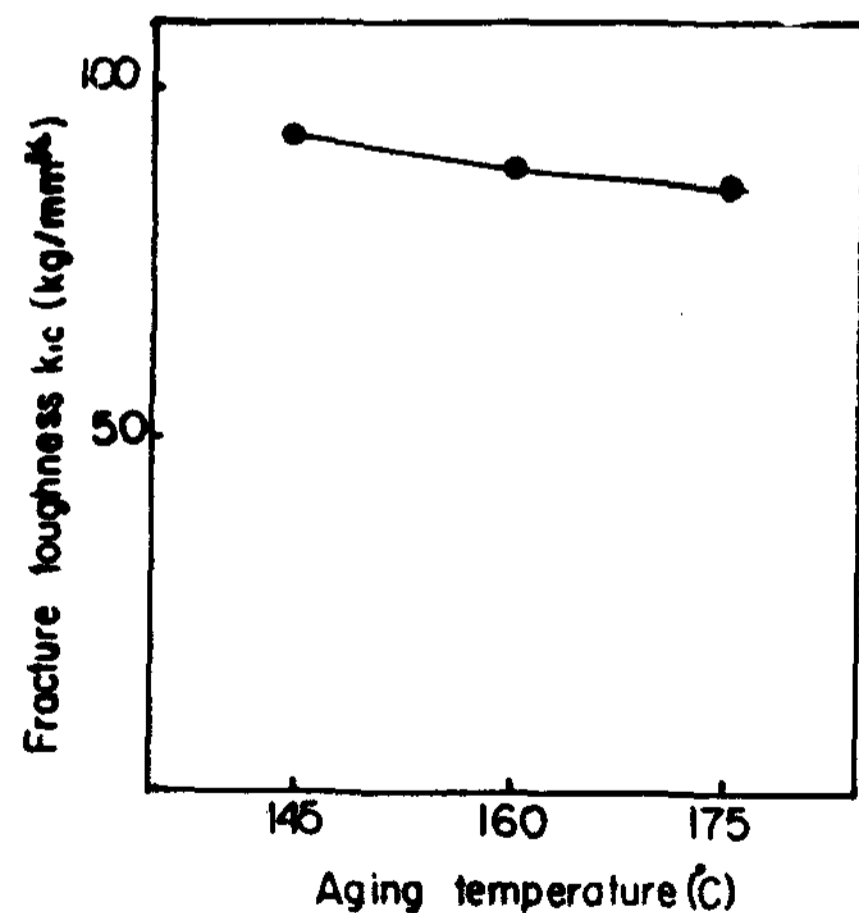


Fig. 11. Effect of temperature in aging treatment on fracture toughness of Al-5% Si alloy.

4.3.2 Si 함량에 의한 변화

Fig.12, Fig.13 및 Fig.14는 시료의 Si 함량에 따른 파괴하중, 파괴인성치, 균열개구변위량에 대한 결과를 보여주고 있다. 파괴인성치는 5~7% Si에서는 약간 감소하였으며 5%에서 8% Si의 증가는 파괴인성치를 12.2% 감소시켰고 9% Si에서는 27.1% 감소하였다. 일반적으로 Al-Si계에 있어서 파괴양상은 Al- α 상과 공정규소의 경계 부근에서 균열이 발생하여 파괴가 일어나므로 단위 체적당 Si晶이 많으면 균열발생 확률이 증가하여 파괴확률이 증가하기 때문이라고 생각된다.^{5,6)}

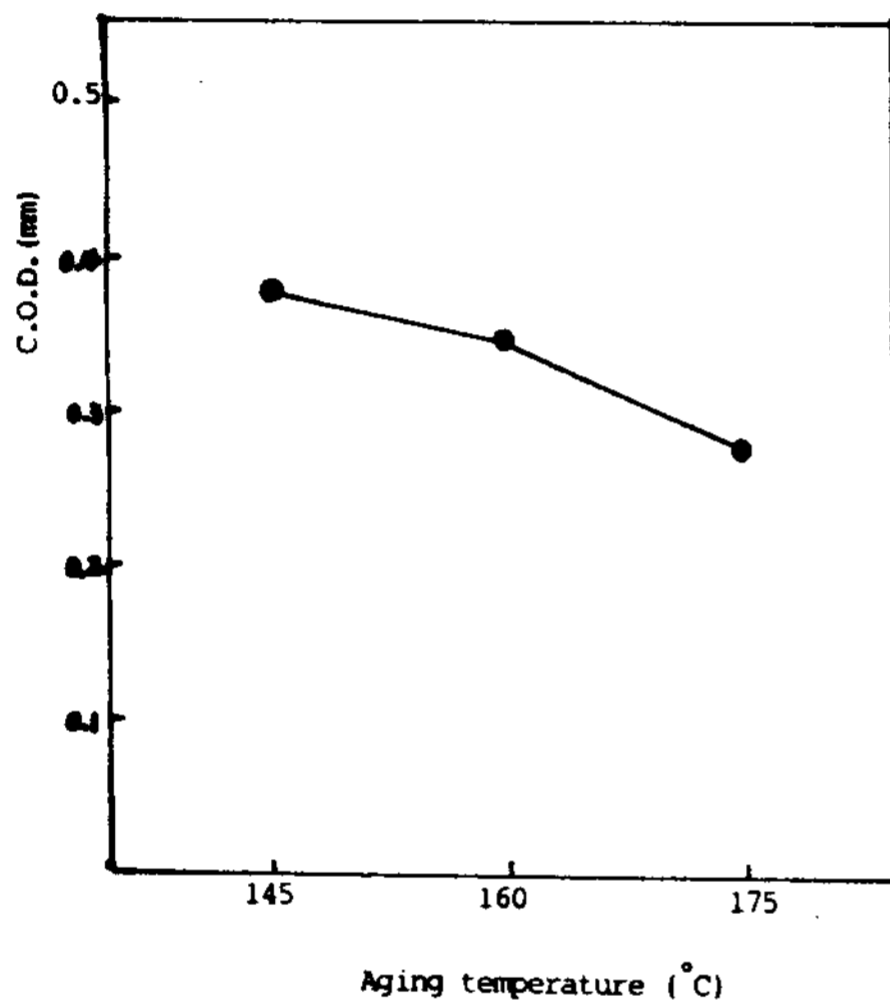


Fig. 12. Effect of temperature in aging treatment on crack opening displacement of Al-5% Si alloy.

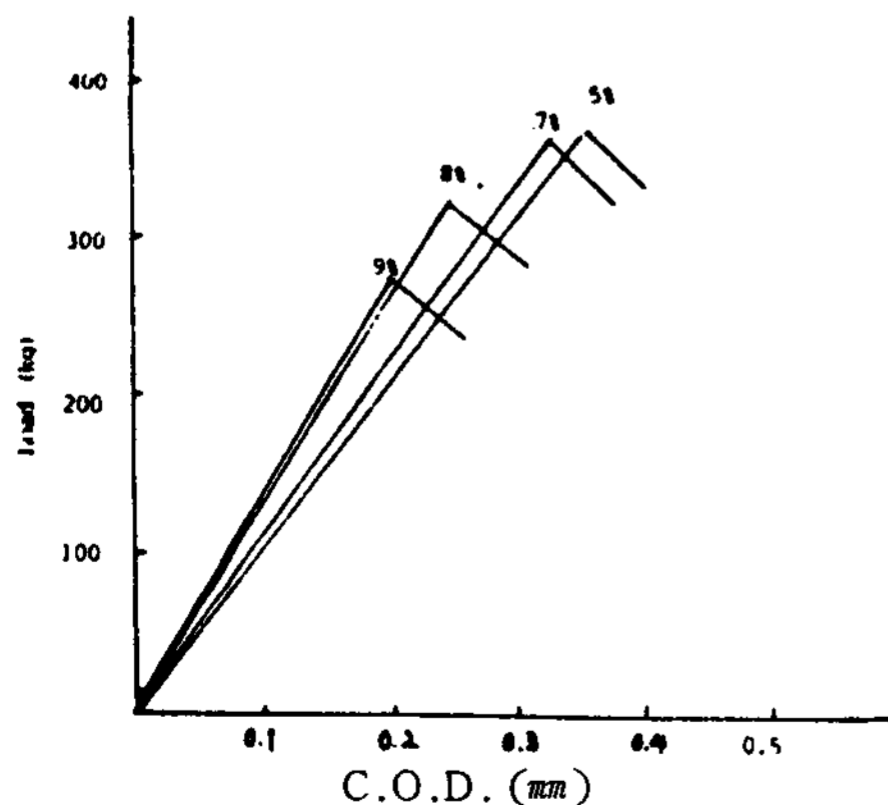


Fig. 13. Effect of Si contents on load v.s crack opening displacement of Al cast alloy aged for 10h at 160°C.

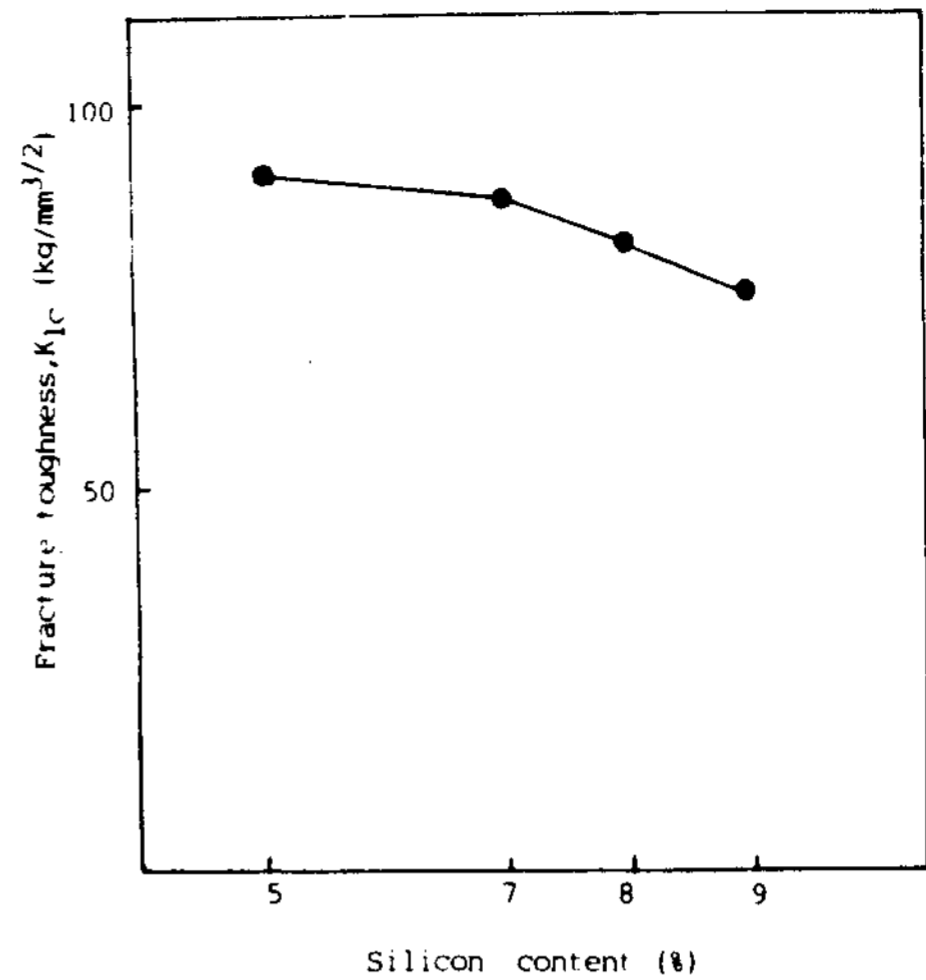


Fig. 14. Effect of Si contents on fracture toughness of Al cast alloy aged for 10h at 160°C.

또한 하중-균열개구변위 관계를 Fig.1과 같이 3종류로 분류하고 있는데 Fig.10, Fig.13에서 보는바와 같이 표준형 제Ⅲ형에 유사함을 알 수 있었고 취성파괴의 형태를 갖는것으로 사료된다.

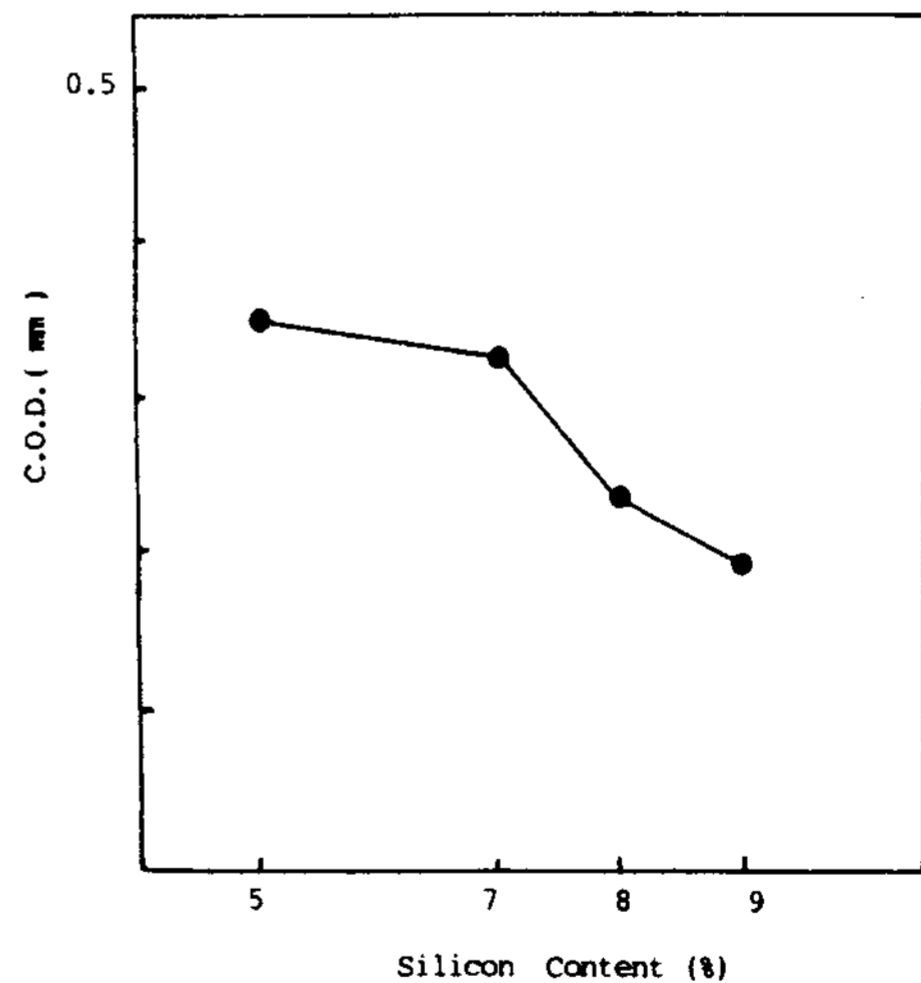
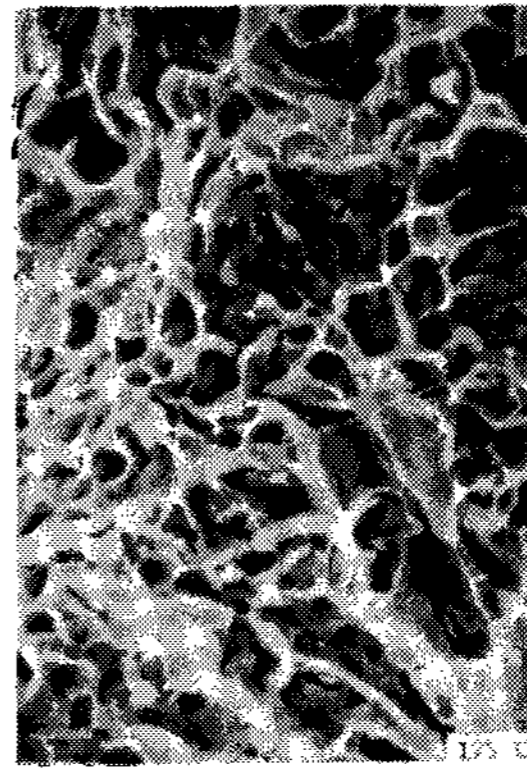
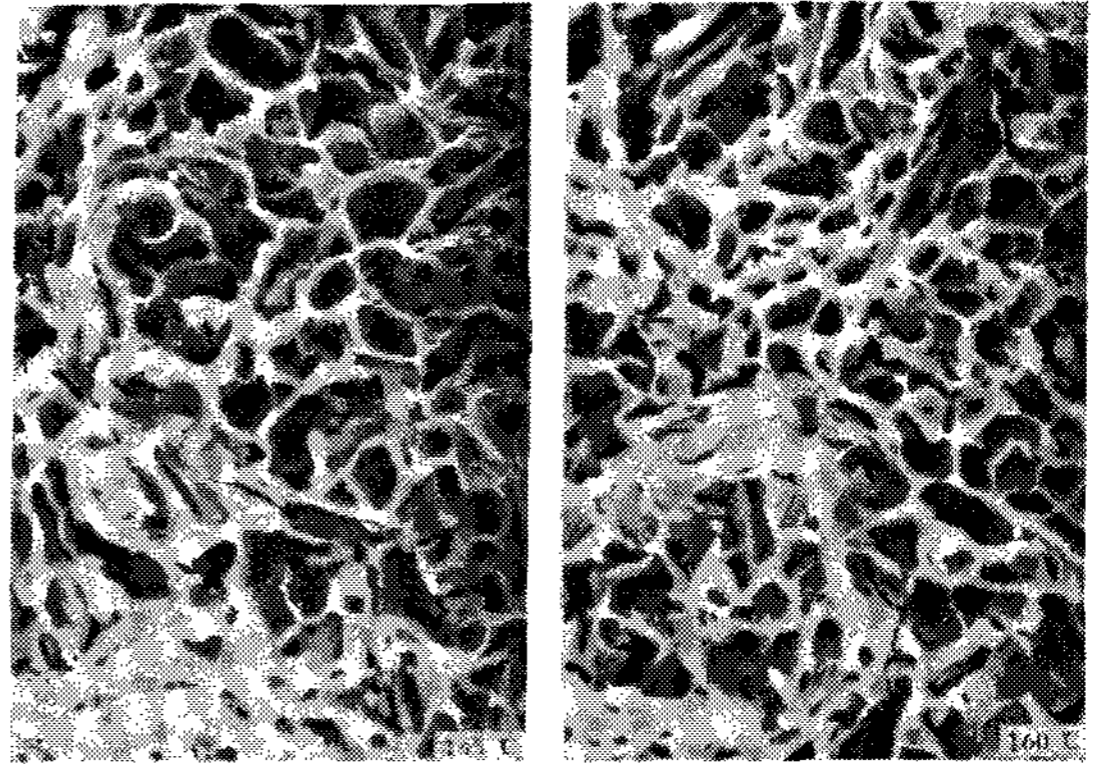


Fig. 15. Effect of Si content on crack opening displacement of Al cast alloy aged for 10h at 160°C

4.4 破面觀察

Photo.2는 충격시험한 각 시료의 破面을 거시적으로 관찰한 것이다. 노치부 직하에서의 變形率은 시료처리 온도 145°C, 160°C, 175°C에 따라 약간씩 감소

하였음을 보여주며 Si 함량이 5, 7, 8, 9%로 증가함에 따라 거의 변형율이 없음을 보여준다. 이는 시효처리 온도가 높아짐에 따라 $CuAl_2$, Mg_2Si 의 석출물에 의한 석출경화 현상으로 기조직이 더욱 취약하여졌기 때문인 것으로 생각되며 충격값의 차가 적은 관계로 Photo.2에 나타낸 바와 같이 비슷한 파괴양상을 보여주고 있다. Photo.3, Photo.4는 파괴시험한 각 시료를 주사전자현미경으로 관찰한 파면을 나타냈다. Photo.3은 시효처리 온도에 따른 파면을 보여주고 있으며 dimple 파면을 나타내고 있으며 온도변화에 따라 dimple의 크기가 약간 감소하였고 175°C에서는 壁開破面도 보여주고 있다. Photo.4는 Si 함량에 따른 파면을 보여주고 있으며 dimple과 벽개파면을 보여주고 있다. 9% Si 시료의 파면에서는 벽개파면의 양상을 보여주고 있다. 이러한 결과는 기계적 실험 결과 및 파괴인성 실험 결과와 부합하였으며 Photo.3, Photo.4에 나타난것에 의하면 dimple 중에 Si 입자의 균열이 관찰된 것은 파괴시 Si 晶의 입자가 많은 영향을 미쳤을 것으로 생각된다.



X 1000

Photo 3. Scanning electron micrographs showing influence of aging treatment on fracture surface of Al-5% Si alloy.



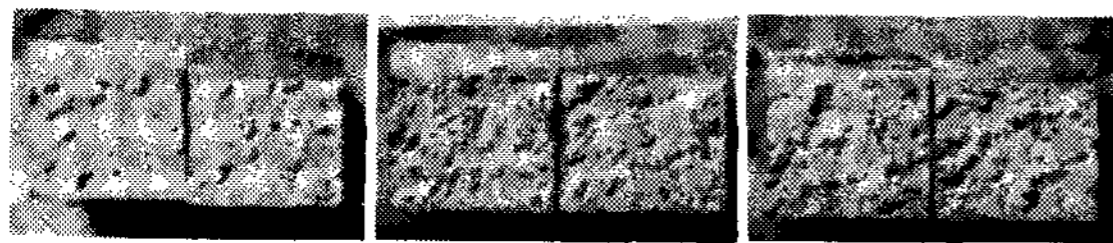
5% as cast



5% 145°C

5% 160°C

5% 175°C



7% 160°C

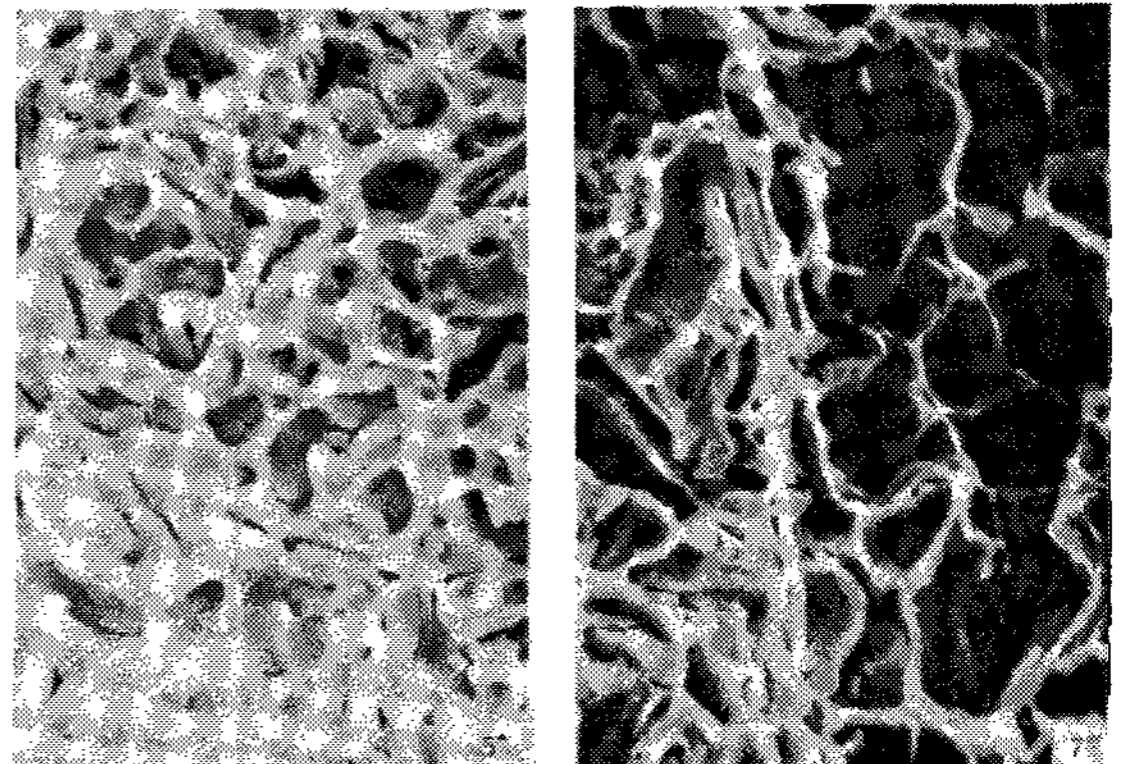
8% 160°C

9% 160°C



9% 160°C

Photo 2. Fracture appearance of charpy impact test specimen on aging treatment and Si contents in Al cast alloy.



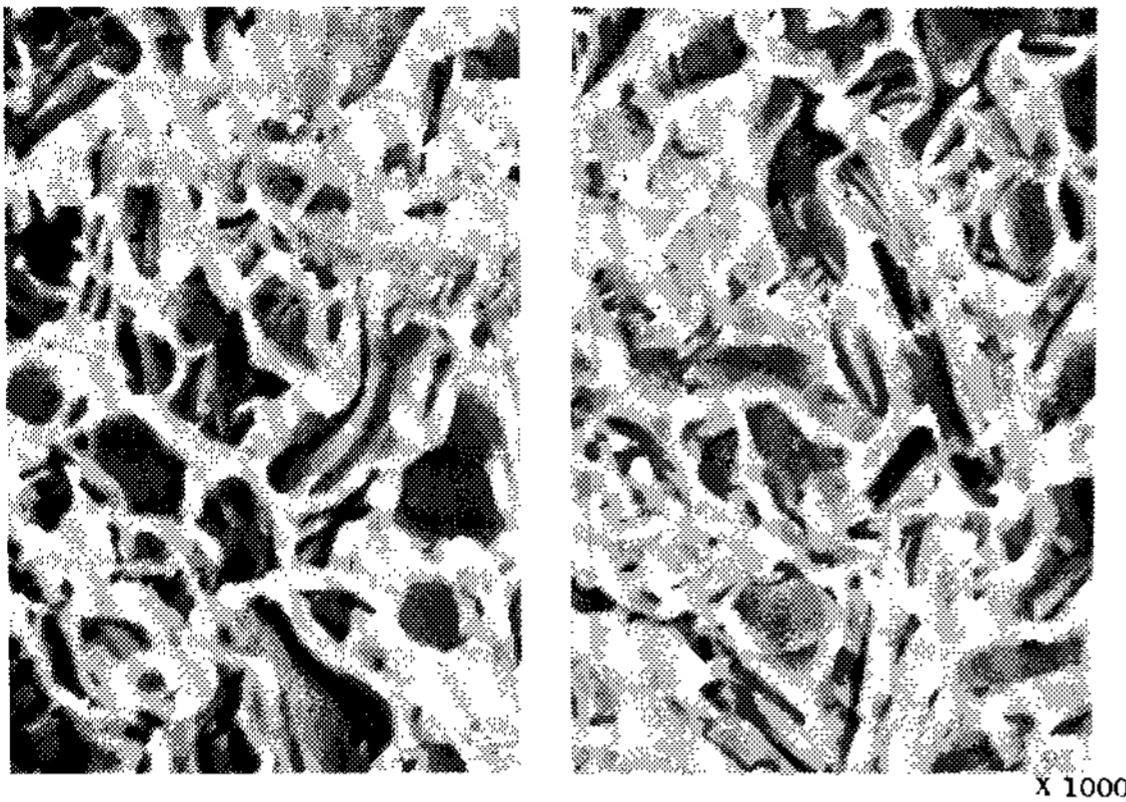


Photo 4. Scanning electron micrographs showing influence of Si contents on fracture surface of Al cast alloy aged for 10h at 160°C.

4. 結 論

鑄造用 Al-Si-Cu-Mg 系 合金의 破壞靱性에 관한 실험결과 다음과 같은 結論을 얻었다.

1. 시료의 파괴인성치는 시효처리 온도와 Si 함량에 따라 상당히 영향을 받으며 145°C, 160°C, 175°C 온도에서 시효시킨 경우 145°C에서 91.81 kg/mm^{3/2}로 가장 높은 파괴인성치를 나타내었다.

2. 시료의 Si 함량을 5-9%로 변화시켰을 경우 5~7% Si에서는 파괴인성치가 약간 감소하였으며 8% Si에서는 77.5 kg/mm^{3/2}으로 12.2%, 9% Si에서는 64.38 kg/mm^{3/2}으로 27.1%가 감소하였다.

3. 시효처리 온도상승과 Si 함량의 증가에 의해 C·O·D값이 감소하였으며 145°C에서 0.345 mm로 가장 큰 C·O·D값을 나타내었다.

4. 주사전자현미경에 의한 5% Si 함량시료의 파면 관찰에서 시효처리온도 증가에 따라 dimple 형태에서 벽개파면형태로 변화하였다.

Si 함량을 변화시킨 시료에서는 5~7% Si에서는

dimple 형태가 나타났으며 8% Si 및 9% Si에서는 dimple 과 벽개파면 형태가 혼재하고 있음을 알 수 있었다.

參 考 文 獻

1. 西成基, 小林俊郎; 鑄物. 46.10(1963) 905.
2. 加藤銳次, 小林俊郎; 輕金屬. 30.3(1979) 140.
3. 田上道弘, 茂田陽; 輕金屬. 30.7(1980) 390.
4. 田上道弘; 輕金屬. 31.10(1981) 655.
5. A.Gangulee and J. Gurland; Trans, AFS. (1967) 269.
6. 掘茂德, 上田光, 古城 紀雄; 輕金屬. 22.4(1971) 281.
7. 權春澤, 南泰運, 李相益; 大韓金屬學會誌. 2(1978) 90.
8. 南泰運, 李相俊; 大韓金屬學會誌. 19.8(1981) 631.
9. P.R.Austen, H.M. Williamson; Journal. AIM, 20.1(1975) 39.
10. J.E.Srawley and B.Gross; "Strain ntensity Factor for Three Point Bend Speciment by Boundary Collocation," Technical Note D-3092, NASA, Dec.(1965)
11. Metal Hand Book. Vol 10. Microstructure of Aluminium Alloys ASM(1972) 256.
12. 雄谷重夫, 松浦佑次, 鈴木 鎮夫, 中田榮一; 輕金屬. 23.8(1973) 345.
13. 佃 誠, 小池 進, 原田 雅行; 輕金屬. 28.1(1978) 8.
14. 津田 大, 伊藤 太一郎, 中山 豊; 輕金屬. 28.1(1978) 15.
15. 佃 誠, 小池 進, 淺野 和彦; 輕金屬. 28.11(1978) 531.